# کامپوزیت‌سازی درجای $Al/Al_3Mg_2$ بر سطح آلومینیوم ۱۰۵۰ توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی*

مسعود مصلایی پور[۱]		شاهین ارشدی راستابی[۲]

## چکیده

*به منظور اصلاح ساختار و بهبود خواص مکانیکی سطحی آلیاژ آلومینیوم ۱۰۵۰، کامپوزیت آلومینیوم-منیزیوم توسط فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر سطح آلیاژ مذکور ایجاد شد. مطالعات ساختاری نشان داد که با اعمال یک پاس بر زیرلایه آلومینیوم دریافتی، دانه‌بندی از حالت ستونی و کشیده به دانه‌های هم‌محور تبدیل می‌شود. مطالعات انجام شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مجهز به آنالیز نقطه‌ای و آنالیز فازی پراش اشعه ایکس حاکی از تشکیل ترکیب بین فلزی $Al_3Mg_2$ در نمونه‌ی کامپوزیت شده با چهارپاس بود. مطالعات انجام شده دلالت بر تاثیر قابل ملاحظه‌ی تعداد پاس‌های فرایند و استفاده از پودر منیزیوم بر دانه‌بندی ناحیه‌ی کامپوزیت شده داشت. به عبارت دیگر متوسط اندازه دانه‌ی ناحیه کامپوزیت شده از ۱۰±۵۰ میکرومتر در نمونه‌ی کامپوزیت شده با یک پاس بدون پودر به ۲±٦ میکرومتر در نمونه‌ی کامپوزیت شده با چهار پاس حاوی پودر منیزیوم، کاهش یافت. بررسی‌های استحکام کششی نیز حاکی از بهبود ٪۷۰ استحکام کششی نمونه-های کامپوزیت شده در مقایسه با استحکام کششی فلزپایه بود.*

**واژه‌های کلیدی** فرایند اصطکاکی اغتشاشی، کامپوزیت، آلومینیوم، منیزیوم، سختی، استحکام.

# In-situ Composition of $Al/Al_3Mg_2$ on Al-1050 Surface by Friction Stir Processing

M. Mosalaeepour		Sh. Arshadi Rastabi

## Abstract

*In order to improve the structural and mechanical properties of Al-1050, Al/Mg composite was processed on the surface of this alloy by using friction stir processing. Structural studies showed that one pass FSP on the as-received aluminum substrate changed the grain shape from stretched grains to equiaxed. Microstructural studies by scanning electron microscope equipped with EDS spot analysis and X-ray diffraction phase analysis revealed the formation of $Al_3Mg_2$ intermetallic compound in the 4-pass FS-processed sample. Microstructural studies revealed the significant effect of number of FSP passes and using of Mg particles on the grain size of the FSP area, i.e. grain size in this area changed from 50±10 μm in the FS-processed sample with one pass and without Mg particles to 6±2 μm in FS-Processed sample with four passes and Mg particles. Tensile strength test showed a 70% improvement of tensile strength of the composite compared to that of the base metal.*

**Key words** FSP, Composite, Al, Mg, Hardness, Strength.

---

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ۹۳/۱۲/٤ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹٤/۷/۷ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد.

(۲) نویسنده مسئول: دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد.

Email: shaahinarshadi98@gamil.com

**DOI: 10.22067/ma.v0i29.44646**

## مقدمه

امروزه بسیاری از پژوهشگران در تلاش‌اند موادی با استحکام بالا و وزن کم تولید کنند. آلومینیوم و آلیاژهای آن از جمله موادی است که دارای استحکام ویژه مناسبی می‌باشد، از این‌رو تلاش برای بهبود خواص این آلیاژها می‌تواند زمینه‌ساز استفاده گسترده از آن‌ها در صنایع مختلف باشد [1 و 2]. کامپوزیت‌سازی یکی از روش‌های بهبود خواص آلیاژهای آلومینیوم می‌باشد [3-6]. یکی از این تکنیک‌های کامپوزیت‌سازی، فرایند اصطکاکی اغتشاشی (FSP) است. این روش اگرچه در مقیاس آزمایشگاهی مورد توجه بسیاری از محققین واقع شده است ولی به خاطر سهولت در انجام فرایند و مزایای آن، پتانسیل زیادی برای استفاده گسترده در صنعت را نیز دارد [7].

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی برای اولین بار در موسسه‌ی جوشکاری انگلستان (TWI) در سال ۱۹۹۱ به عنوان تکنیک جوشکاری در حالت جامد ابداع شد و برای آلیاژهای آلومینیوم به کار رفت [8]. فرایند اصطکاکی اغتشاشی یک تکنیک حالت جامد بر پایه‌ی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی (FSW) به منظور اصلاح ساختار، همگن کردن ساختار و ایجاد کامپوزیت سطحی به صورت درجا می‌باشد که توسط میشرا و همکارانش [9 و 10] توسعه یافته است. در این فرایند از یک ابزار شامل پین و شانه استفاده می‌شود که شانه عمل تولید حرارت و پین عمل هم زدن ماده را بر عهده دارد، که نتیجه‌ی آن وارد شدن ذرات تقویت‌کننده به داخل زمینه و تولید کامپوزیت است.

اخیرا انوری و همکارانش [11] با اضافه کردن پودر اکسید کروم به زمینه‌ی آلومینیوم توانستند کامپوزیت زمینه فلزی با ترکیبات بین فلزی $Al_{13}Cr_2$ و $Al_{11}Cr_2$ تولید کنند که منجر به افزایش سختی و استحکام فلز پایه شد. در این تحقیق با ایجاد حرارت در قطعه‌ی آلومینیومی ناشی از چرخش ابزار روی قطعه و تغییر فرم پلاستیک شدید اکسید کروم تجزیه شده و کروم با فلز آلومینیوم ترکیبات بین فلزی تشکیل دادند. عامل اصلی افزایش سختی و استحکام، تشکیل ترکیبات بین فلزی آلومینیوم-کروم بیان شده است. تحقیقات زیادی در خصوص کامپوزیت‌سازی درجای سطحی توسط عملیات FSP ارائه شده است [12-15]. کِی و همکاران [12] با استفاده از پودر فلز نیکل و انجام فرایند FSP در سه پاس روی زیرلایه آلومینیومی، توانستند ترکیب بین فلزی $Al_3Ni$ را ایجاد و سختی سطحی زیرلایه را افزایش دهند. در پژوهشی دیگر لی و همکاران [13] با جایگذاری ذرات فلز مولیبدن موفق به تشکیل ترکیبات بین فلزی غنی از آلومینیوم-مولیبدن در سطح زیرلایه شدند که بواسطه آن افزایش محسوس سختی و استحکام زیرلایه آلومینیومی را در پی داشت.

پودر منیزیم در ساخت کامپوزیت‌های درجا استفاده‌ی زیادی شده است. محققان در ساخت کامپوزیت بیشتر از پودر منیزیم به منظور جذب اکسیژن از اکسید فلزاتی چون اکسید مس [14] و اکسید تیتانیوم [15] و افزایش واکنش فلز ثانویه با زمینه استفاده کرده‌اند. از طرفی فلز منیزیم بدلیل واکنش‌پذیری خوبی که با آلومینیوم دارد به عنوان عامل اصلی استحکام‌دهندگی در آلیاژهای آلومینیوم سری 5xxx به شمار می‌رود [16]. عدم استفاده از پودر منیزیم به عنوان تقویت‌کننده‌ی اصلی موجب شد در این پژوهش به منظور بهبود خصوصیات سطحی زمینه‌ی آلومینیوم ۱۰۵۰ برای اولین بار از پودر منیزیم به عنوان ذرات تقویت‌کننده استفاده شد.

## مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از آلیاژ آلومینیوم ۱۰۵۰ با ضخامت ۸ میلیمتر به عنوان زیرلایه و پودر منیزیوم با اندازه ذرات کوچکتر از ٤٠ میکرومتر به عنوان ذرات تقویت‌کننده و با هدف کامپوزیت‌سازی سطحی استفاده شد. تست کوانتومتری گرفته شده از زیرلایه‌ی آلومینیومی حضور Si٠/٢٥wt%، Fe٠/٤wt%، Cu٠/٠٥wt%، Ti٠/٠٣wt% و Mn٠/٠٥wt% در زمینه آلومینیوم را نشان داد.

به منظور کامپوزیت‌سازی، ورق آلومینیومی در ابعاد ١٧٠×٤٠ میلیمتر مربع برش و برای اضافه کردن مقادیر

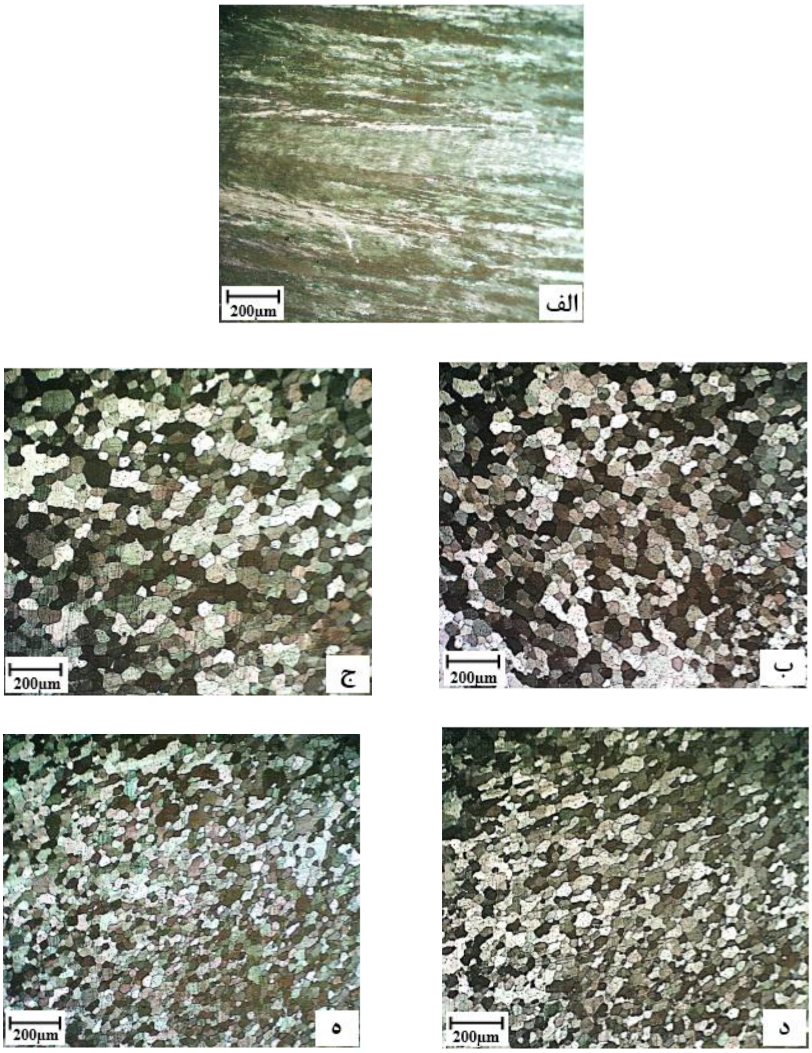
مختلف پودر منیزیوم، شیارهایی با عمق متفاوت به ابعاد ۱/۲×۱×۱۷۰ و ۱/۲×۲×۱۷۰ و ۱/۲×۳×۱۷۰ میلیمتر مکعب روی ورق ایجاد شد. سپس پودر درون شیار ریخته و با اعمال FSP توسط ابزار بدون پین دهانه شیار بسته شد. در ادامه با ابزار پین‌دار کامپوزیت سازی سطحی انجام شد. در حالت‌های چند پاس، پاس‌ها به صورت رفت و برگشتی و پس از سرد شدن کامل نمونه اعمال شد. کامپوزیت‌سازی در تعداد پاس‌های یک تا چهار پاس انجام گرفت. به منظور واکنش بیشتر منیزیم با زمینه، کامپوزیت ٤ پاس با شیار به عمق ۲ میلیمتر به مدت ۱ ساعت و دمای ۳٦۰ درجه سانتیگراد عملیات حرارتی شد.

در این تحقیق، از دستگاه فرز به منظور انجام FSP استفاده شد. فولاد H13 جهت ساخت ابزار مخروطی رزوه‌دار (قطر شانه ۱۸ میلیمتر، قطر پین ٦ میلیمتر و ارتفاع پین ۳ میلیمتر) مورد استفاده قرار گرفت. بر اساس مطالعات صورت گرفته، سرعت ۷۱۰ دور بر دقیقه برای چرخش، سرعت ۲۰ میلیمتر بر دقیقه برای پیشروی و زاویه‌ی انحراف ۳ درجه برای ابزار انتخاب شد [17].

بررسی‌های میکروسکوپی از مقطع عرضی نمونه‌ها و با هدف بررسی ساختار و مشاهده‌ی ذرات تقویت کننده صورت گرفت. از محلول بارکر با ترکیب $HBF_4$ ۵ گرم و ۲۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر جهت حکاکی نمونه‌ها به منظور مشاهده‌ی دانه‌بندی استفاده شد. عملیات حکاکی به صورت الکترواچ با کاتد فولاد زنگ نزن و آند قطعه‌کار با ولتاژ ۱۵ ولت و مدت زمان ۳ دقیقه انجام گرفت. اندازه‌گیری دانه‌ها در این تحقیق با استفاده از نرم‌افزار Clemex انجام شد. مطالعات ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل PHENOM مجهز به آنالیزگر نقطه‌ای (EDS) و میکروسکوپ نوری پلاریزه مدل OLYMPUS BX60M صورت گرفت. آنالیز فازی پراش اشعه ایکس به منظور تعیین نوع ترکیبات و فازهای تشکیل شده در محل اغتشاش یافته تحت پرتو Cu-Kα با طول موج ۱/٥٤ نانومتر و نرخ روبشی ۱ درجه بر دقیقه انجام شد. بررسی‌های سختی به منظور تعیین سختی کامپوزیت با استفاده از دستگاه میکروسختی مدل THV-501E و با میزان بار ۱/۹٦ نیوتن و مدت زمان بارگذاری ۲۰ ثانیه انجام شد. برای ارزیابی خواص کششی، نمونه‌های کشش از مرکز ناحیه‌ی اغتشاش یافته و با طول سنجه ۲٦ میلیمتر در امتداد مسیر FSP تهیه شد. آزمون کشش با نرخ کرنش $10^{-3}$ بر ثانیه توسط دستگاه آزمون کشش مدل STM150 طبق استاندارد ASTM-E8 انجام شد و متوسط خصوصیات کششی سه نمونه به عنوان خصوصیات کششی آن نمونه در نظر گرفته شد.

## نتایج و بحث

***تاثیر منیزیم بر ناحیه‌ی اغتشاش‌یافته (SZ).*** ساختار فلزپایه دریافتی و تاثیر تعداد پاس FSP بر ساختار ناحیه اغتشاش‌یافته (SZ) در شکل (۱) نشان داده شده است. همان طور که در شکل (۱-الف) مشاهده می‌شود دانه‌بندی فلزپایه به صورت دانه‌هایی ستونی و کشیده در جهت نورد می‌باشد، در حالی که ساختار زیرلایه، با اعمال یک پاس FSP، از حالت ستونی و کشیده به ساختاری با دانه‌بندی هم‌محور تبدیل شده است (شکل ۱-ب). همچنین با اعمال پاس‌های دوم، سوم و چهارم ساختار اغتشاش‌یافته ریزدانه‌تر شده است (اشکال ۱-ج، ۱-د و ۱-ه). علت تغییر شکل دانه‌ها از حالت کشیده به هم‌محور بعد از عملیات FSP، تبلور مجدد دینامیکی رخ داده حین عملیات FSP در زیرلایه‌ی آلومینیومی می‌باشد [18]. هامفری [۱۹] گزارش نمود با تکرار پاس، بدلیل افزایش مکان‌های مناسب جوانه‌زنی (مرزدانه‌ها)، جوانه‌های بیشتری تشکیل شده و فضا برای رشد دانه محدود می‌شود. بعبارت دیگر با افزایش تعداد پاس دانه‌ها ریزتر می‌شود. در جدول (۱) تاثیر تعداد پاس بر اندازه‌ی دانه‌ی اغتشاش‌یافته را نشان می-دهد.




شکل ۱ تاثیر عملیات FSP بر ساختار آلومینیوم ۱۰۵۰ الف) دانه‌بندی فلز پایه دریافتی، ب) نمونه FSP شده در ۱ پاس، ج) نمونه FSP شده در ۲ پاس، د) نمونه FSP شده در ۳ پاس و ه) نمونه FSP شده در ٤پاس

جدول ۱ اندازه‌ی دانه ناحیه‌ی اغتشاش‌یافته در نمونه‌های تک پاس، ۲ پاس، ۳ پاس و ٤ پاس

| نمونه | تک‌پاس | ۲ پاس | ۳ پاس | ٤ پاس |
|---|---|---|---|---|
| اندازه‌ی دانه در اغتشاش‌یافته (میکرومتر) | ۱۰±۵۰ | ۸±٤٦ | ۵±۳۸ | ٤±۳۲ |

انرژی نقص در چیده شدن بالای آلومینیم (۱۰۳ میلی‌ژول بر متر مربع برای آلومینیوم خالص) [20]، موجب حرکت آسان نابجایی‌ها (صعود و یا لغزش) می‌شود. بدلیل ایجاد تغییر فرم پلاستیک زیاد همراه با FSP دانسیته نابجایی‌ها افزایش یافته، نابجایی‌ها حرکت کرده و آرایش مجدد می‌یابند که مرزهای فرعی را تشکیل می‌دهند. بعبارتی بازیابی دینامیکی در ماده اتفاق می‌افتد. بدلیل زیاد بودن انرژی نقص در چیده شدن آلومینیوم، بازیابی شدت زیادی داشته و تبلور مجدد به تاخیر می‌افتد [21-23]. با اضافه شدن پودر منیزیم به زمینه آلومینیم، انرژی نقص در چیده شدن کاهش می‌یابد [24]. کاهش در انرژی نقص در چیده

شدن باعث مشکل شدن حرکت نابجایی‌ها شده که تشکیل مرزهای فرعی را مشکل می‌کند بنابراین شدت بازیابی کمتر از حالت بدون منیزیم شده و شدت تبلور مجدد دینامیکی افزایش می‌یابد [20].

رابطه (۱) تاثیر اضافه شدن منیزیوم بر آلومینیم را نشان می‌دهد [20]:

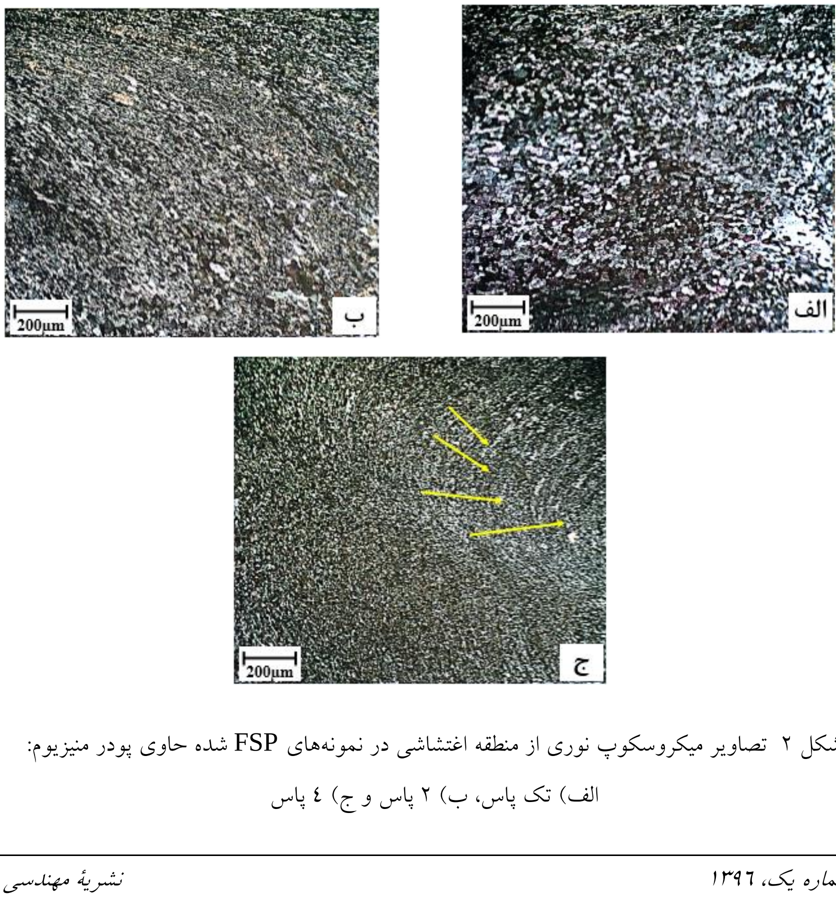
$$Ln(\gamma/\gamma_0) = K_\gamma [C/(1+C)] \quad (۱)$$

در رابطه (۱) C نسبت تراکم نامیده می‌شود که می‌تواند به فرم $X_{Mg}/X^*_{Mg}$ نیز نوشته شود. که در آن $X_{Mg}$ کسر حجمی منیزیوم و $X^*_{Mg}$ حد حلالیت منیزیم در آلومینیوم است. $\gamma$ و $\gamma_0$ به ترتیب انرژی نقص در چیده شدن در حضور و عدم منیزیم (فلز خالص) و $K_\gamma$ عدد ثابت می‌باشد. بنابراین رابطه‌ی (۱) به فرم رابطه (۲) قابل بازنویسی است:

$$\gamma_{Al\text{-}Mg} = \gamma_0 \times \exp\{K_\gamma[(X_{Mg}/X^*_{Mg}) \div (1+ X_{Mg}/X^*_{Mg})]^2\} \quad (۲)$$

با توجه به مطالعات انجام شده مقدار $K_\gamma$ برابر ۲۵/۶− و مقدار $X^*_{Mg}$ برابر ۱۸/۶٪ می‌باشند [20]. با جایگذاری مقادیر فوق در رابطه (۲) و فرض وارد شدن تمام منیزیوم به داخل زیرلایه، مقدار انرژی نقص در چیده شدن برای ۱۰٪ منیزیم (نمونه با عمق شیار ۱ میلیمتر)، ٤/۵ میلی‌ژول بر متر مربع و برای ۱۵٪منیزیم (نمونه با عمق شیار ۲ میلیمتر) برابر ۰/٦۲ میلی‌ژول بر متر مربع بدست آمد. یعنی کاهش انرژی نقص چیده شدن با اضافه شدن مقدار منیزیم. به طور مشابه سالیمان [24] گزارش نمود که با اضافه شدن منیزیوم در آلیاژ آلومینیوم–منیزیوم مقدار انرژی نقص در چیده شدن کاهش می‌یابد.

بررسی سطح فوقانی نمونه‌های FSP شده حاکی از کامپوزیت‌سازی موفق با عمق شیارهای ۱ و ۲ میلیمتر بود. اما بررسی کامپوزیت‌سازی با عمق شیار ۳ میلیمتر نشان داد که شیار بسته نشده و کامپوزیت‌سازی با موفقیت صورت نگرفته است. شکل (۲) و شکل (۳) تاثیر تعداد پاس بر ریزساختار اغتشاش‌یافته در دو وضعیت همراه با پودر منیزیوم بدون پودر منیزیوم را به ترتیب نشان می‌دهد.




شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ نوری از منطقه اغتشاشی در نمونه‌های FSP شده حاوی پودر منیزیوم:

الف) تک پاس، ب) ۲ پاس و ج) ٤ پاس

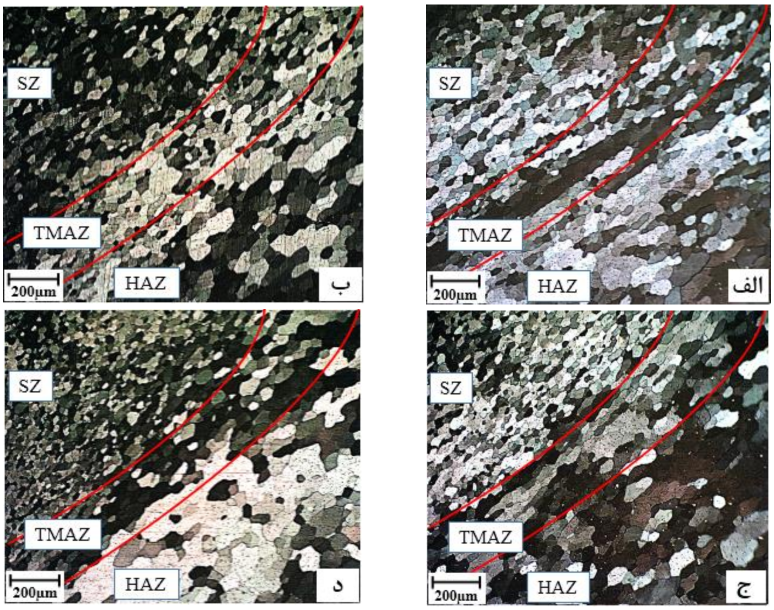
مقایسه‌ی شکل (۲) و شکل (۳) نشان می‌دهد که اضافه کردن پودر منیزیوم، ساختار ٪۳۰۰ تا ٪۶۰۰ ریزدانه‌تر از نمونه‌های FSP شده بدون پودر کرده است. با افزایش تعداد پاس، توزیع ذرات منیزیم بهتر شده و مکان‌های مناسب برای تبلور مجدد که این مکان‌ها همان ذرات منیزیم باشند افزایش یافته است. از طرفی حضور ذرات منیزیم مانع رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته شده است [18]. به این ترتیب با افزایش تعداد پاس ساختار ریزدانه‌تری مشاهده گردید. همان‌طورکه در شکل (۲–الف) دیده می‌شود اندازه‌ی دانه‌ها یکنواخت و هم‌اندازه نیستند که علت آن عدم توزیع مناسب ذرات منیزیم در زمینه در حالت تک پاس است. با افزایش تعداد پاس تا دو پاس، دانه‌ها یکنواخت‌تر شده که توزیع مناسب‌تر ذرات منیزیم بعد از اعمال دو پاس را نشان می‌دهد (شکل ۲–ب). در نمونه‌ی ٤پاس توزیع دانه‌بندی بهتر شده و اندازه‌دانه‌ها در حدود همدیگر شده‌اند. شکل (۲–ج) ساختار نمونه‌ی ٤پاس را نشان می‌دهد که علائم حلقه‌های پیازی (Onion ring) نیز در آن قابل مشاهده است. کاهش اندازه‌ی دانه در حضور پودر منیزیم را با استفاده از رابطه (۳) که به رابطه‌ی زنر معروف است می‌توان توجیه کرد [25]:

$$d_z = 4\, r/3\, V_f \qquad (۳)$$

در رابطه (۳)، $d_z$ اندازه‌ی دانه، r اندازه‌ی آگلومره‌ها و $V_f$ کسر حجمی ذرات است. با افزایش تعداد پاس توزیع ذرات بهتر شده و اندازه‌ی دسته‌های تجمع یافته ذرات کاهش یافته است. از این‌رو با توجه به رابطه‌ی زنر هر چه اندازه‌ی آگلومره‌های منیزیم کوچک‌تر شود اندازه‌ی دانه نیز کوچک‌تر خواهد شد. جدول (۲) اندازه‌ی دانه را در نمونه‌های FSP شده حاوی پودر، بر حسب تعداد پاس را نشان می‌دهد.

جدول۲ تاثیر تعداد پاس بر اندازه‌ی دانه در نمونه‌های FSP شده حاوی ذرات منیزیم

| نمونه | تک‌پاس و شیار ۲ میلیمتر | ۲پاس و و شیار ۲ میلیمتر | ٤پاس و و شیار ۲ میلیمتر | ٤پاس و شیار ۱ میلیمتر |
|---|---|---|---|---|
| اندازه‌ی دانه(میکرومتر) | ۱۸±۸ | ۱۵±۵ | ٦±۲ | ۱۰±۳ |




شکل ۳ تاثیر تعداد پاس بر ناحیه‌ی متاثر از حرارت و کار مکانیکی، الف) تک‌پاس، ب) ۲ پاس، ج) ۳ پاس و د) ٤ پاس

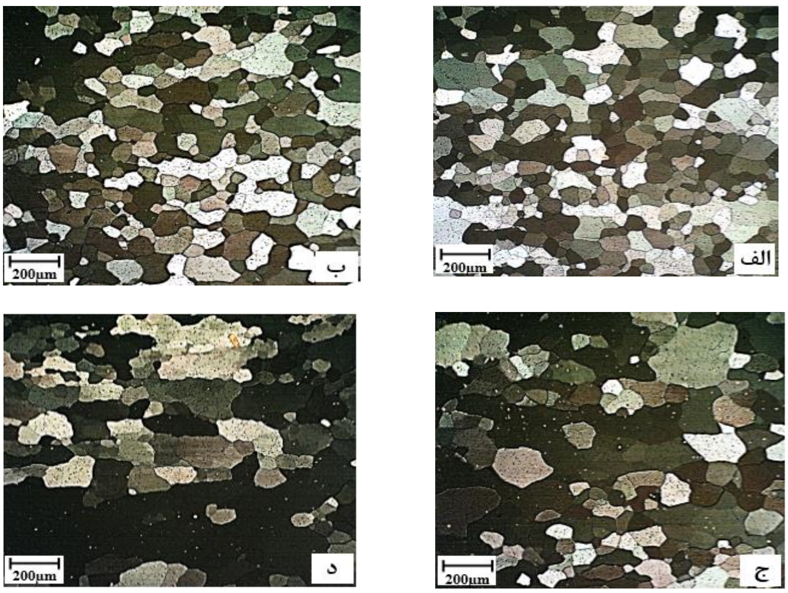
بررسی منطقه متاثر از حرارت و کار مکانیکی (TMAZ) حاکی از تشکیل دانه‌بندی درشت‌تر و کشیده در این ناحیه نسبت به دانه‌بندی اغتشاش‌یافته است. در منطقه متاثر از حرارت و کار مکانیکی تنش و دما به اندازه‌ی اغتشاش‌یافته بالا نبوده از این رو نیروی محرکه لازم برای تبلورمجدد دینامیکی در این ناحیه نسبت به اغتشاش‌یافته کمتر و تبلور مجدد دینامیکی در این ناحیه از شدت کمتری برخوردار است. شکل (۳) دانه‌بندی منطقه متاثر از حرارت و کار مکانیکی را در پاس‌های مختلف نشان می‌دهد.

بررسی‌های میکروسکوپ نوری نشان داد با افزایش تعداد پاس، اندازه‌ی دانه در این ناحیه افزایش یافته است. بدلیل کم بودن شدت تبلور مجدد در این ناحیه، تبلور مجدد با تعداد جوانه‌های کمتری انجام می‌گیرد بنابراین امکان رشد دانه فراهم است. دما نیز، در این ناحیه بالاست که به رشد دانه کمک می‌کند. جدول (۳) اندازه‌ی دانه در منطقه متاثر از حرارت و کار مکانیکی را در تعداد پاس‌های مختلف نشان می‌دهد.

ریزساختار ناحیه متاثر از حرارت (HAZ) فقط متاثر از حرارت فرایند FSP است و تنش چندانی از جانب حرکت ابزار به این ناحیه وارد نمی‌شود. شکل (٤) تاثیر تعدادپاس بر اندازه دانه در ناحیه متاثر از حرارت را نشان می‌دهد. بررسی ناحیه متاثر از حرارت نشان داد با اعمال یک پاس FSP دانه‌ها از حالت ستونی به شکل هم‌محور تبدیل شده‌اند (شکل ٤-الف). علت را می‌توان وقوع تبلور مجدد برای آزاد شدن تنش باقیمانده ناشی از نورد قبلی در اثر افزایش دما در ناحیه متاثر از حرارت دانست. در این ناحیه به دلیل کم بودن تنش و دما نسبت به نواحی قبلی (اغتشاش‌یافته و منطقه متاثر از حرارت و کار مکانیکی)تبلور مجدد با شدت کمتری انجام شده و این ناحیه نسبت به آن دو ناحیه دانه‌بندی درشت‌تری دارد. همچنین بررسی‌ها نشان داد با افزایش تعداد پاس اندازه‌ی دانه در این ناحیه افزایش یافته است (شکل ٤). جدول (٤) نیز اندازه‌ی دانه را در این ناحیه در تعداد پاس‌های متفاوت نشان می‌دهد.

جدول ۳ اندازه‌ی دانه منطقه متاثر از حرارت و کار مکانیکی در نمونه‌های تک‌پاس، ۲ پاس، ۳ پاس و ٤ پاس

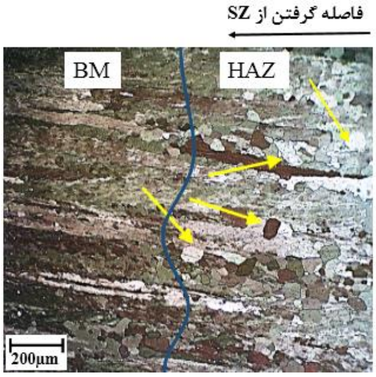
| نمونه | تک‌پاس | ۲ پاس | ۳ پاس | ٤ پاس |
|---|---|---|---|---|
| اندازه‌ی دانه (میکرومتر) | ۱۰±۶۲ | ۱۰±۶۸ | ۱۲±۷۶ | ۱٤±۷۸ |




شکل ٤ تاثیر تعداد پاس بر دانه‌بندی ناحیه‌ی متاثر از حرارت. الف) تک‌پاس، ب) ۲ پاس، ج) ۳ پاس و د) ٤ پاس

جدول ٤ اندازه‌ی دانه ناحیه‌ی متاثر از حرارت در نمونه‌های تک‌پاس، ۲ پاس، ۳ پاس و ٤ پاس

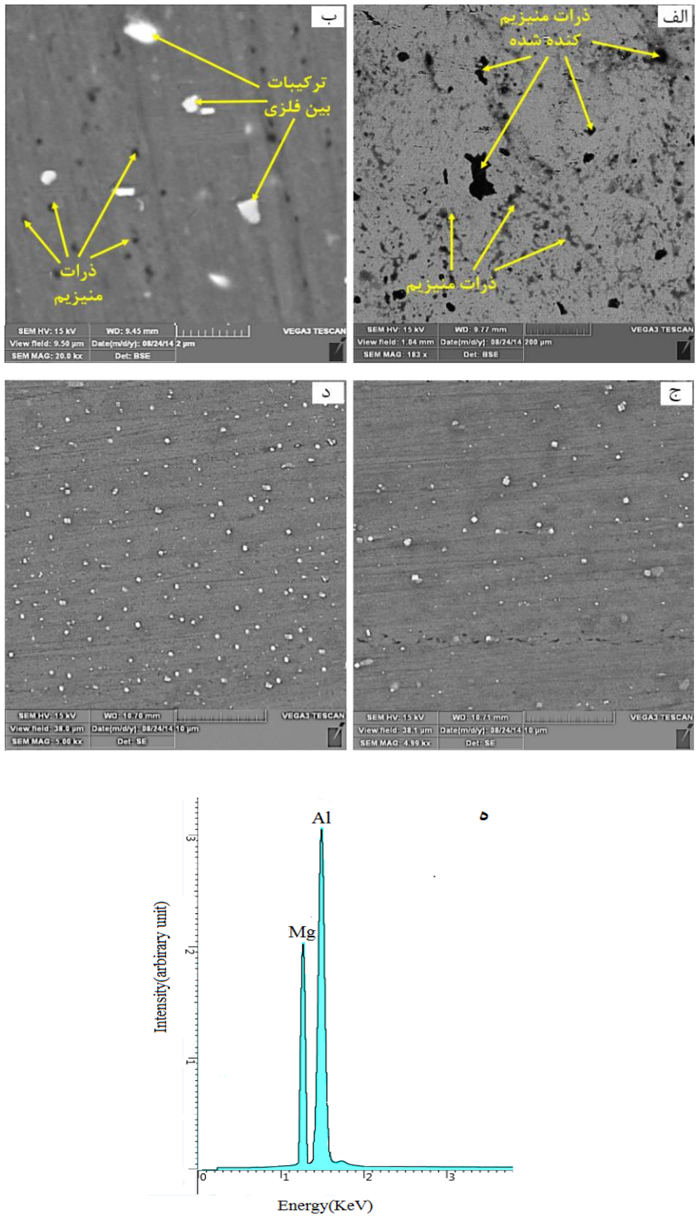
| نمونه | تک پاس | ۲ پاس | ۳ پاس | ٤ پاس |
|---|---|---|---|---|
| اندازه‌ی دانه (میکرومتر) | ۱۰±۸۲ | ۱۲±۸٦ | ۱٥±۱۰٥ | ۲۰±۱۲٥ |



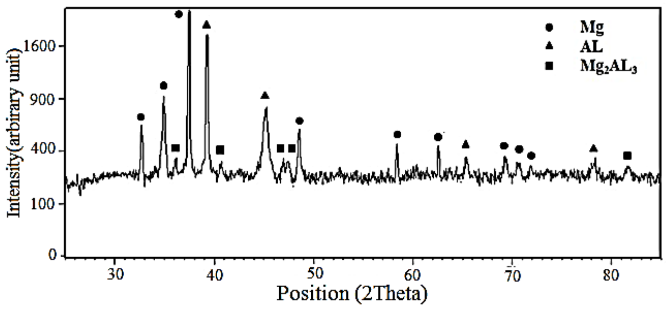
شکل ٥ دانه‌بندی در مرز بین فلز پایه و منطقه‌ی متاثر از حرارت

با دور شدن از ناحیه متاثر از حرارت و نزدیک شدن به سمت فلزپایه، به دلیل عدم رسیدن حرارت کافی از سوی فرایند FSP، تنش پسماند ناشی از نورد اعمالی بر زیرلایه دریافتی قادر به آزاد شدن نبوده و از شدت تبلور مجدد کاسته شده است. بنابراین تعداد جوانه‌های بسیار کمتری ایجاد شده است، به طوری که در این ناحیه دانه‌بندی ستونی فلزپایه قابل مشاهده می‌باشد. شکل (٥) مرز بین ناحیه متاثر از حرارت و فلز پایه را نشان می‌دهد که تعدادی از دانه‌های ایجاد شده در اثر تبلور مجدد، با فلش در این شکل نشان داده شده‌اند.

تاثیر تعداد پاس و عملیات حرارتی بر تصویر الکترونی روبشی منطقه‌ی اغتشاشی نمونه‌ها در شکل (٦) نشان داده شده است. با توجه به شکل (٦-الف) و مقایسه آن با ساختار فلز پایه (شکل ۱-الف) مشخص می‌شود که نقاط سیاه و خاکستری رنگ در شکل (٦-الف) همان پودر منیزیوم جدا شده حین پولیش از سطح می‌باشد. همانگونه که از قسمت‌های مختلف شکل (٦) استنباط می‌شود با اعمال پاس اول FSP ذرات منیزیوم با توزیع نسبتاً غیریکنواختی وارد زمینه شده‌اند، اما با اعمال پاس دوم توزیع یکنواخت‌تر و پودر منیزیوم با زمینه واکنش داده است. نقاط روشن در شکل (٦-ب) همان ترکیب بین فلزی ایجاد شده حین FSP هستند. با افزایش تعداد پاس تا ٤ پاس، مشاهده شد توزیع مناسبی از ذرات بدست آمده است (شکل ٦-ج). همچنین مشاهده شد واکنش بیشتری بین ذرات منیزیوم با زمینه رخ داده است [25 و 26]. بررسی الگوی تفرق اشعه‌ی ایکس حاکی از تشکیل ترکیب $Al_3Mg_2$ در نمونه‌ی ٤ پاس بود (شکل ۷). آنالیز نقطه‌ای (EDX) گرفته شده از نقاط روشن تشکیل ترکیب بین فلزی $Al_3Mg_2$ را تائید نموده است (شکل ٦-ه). علت واکنش بیشتر منیزیوم با زمینه را در پاس‌های بیشتر می‌توان کوچکتر شدن ذرات منیزیم و خرد شدن آن‌ها دانست که باعث افزایش سطح آزاد آن‌ها شده و تمایل به واکنش منیزیوم را بالا برده است [27]. از طرفی افزایش دمای وارده به نمونه با اعمال پاس بیشتر، فرصت نفوذ را در ماده فراهم می‌کند که باعث افزایش واکنش گردیده است [20]. با انجام عملیات حرارتی روی نمونه‌ی ٤ پاس ترکیب بین فلزی بیشتری تشکیل شد که علت آن فرصت کافی برای نفوذ می‌باشد (شکل ٦-د).




شکل ٦  تاثیر تعداد پاس بر ریزساختار نمونه‌های FSP شده. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی الف) تک پاس، ب) ۲ پاس، ج) ٤ پاس، د) ٤ پاس عملیات حرارتی شده و ه) آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس از نقاط روشن




شکل ۷  الگوی تفرق اشعه‌ی ایکس از منطقه‌ی اغتشاشی در نمونه‌ی ٤پاس

***بررسی‌های میکروسختی*** ارزیابی سختی نمونه‌ی FSP شده تک پاس بدون پودر و سختی فلزپایه نشان داد که FSP باعث افزایش سختی می‌شود. بررسی سختی نمونه‌های FSP شده بدون پودر حاکی از افزایش سختی با افزایش تعداد پاس بود، به طوری که میانگین سختی در نمونه تک‌پاس از HV ۲±۲۵ به HV ۲±۳۰ در نمونه ٤ پاس رسیده است. به طور کلی می‌توان رابطه استحکام تسلیم با اندازه دانه را توسط رابطه هال–پچ بیان نمود [28]:

$$\sigma_y=\sigma_0+K_y d^{-1/2} \quad (٤)$$

در صورت عدم حضور کارسختی قابل ملاحظه، رابطه (٥) می‌تواند به صورت رابطه (٥) بیان شود [28]:

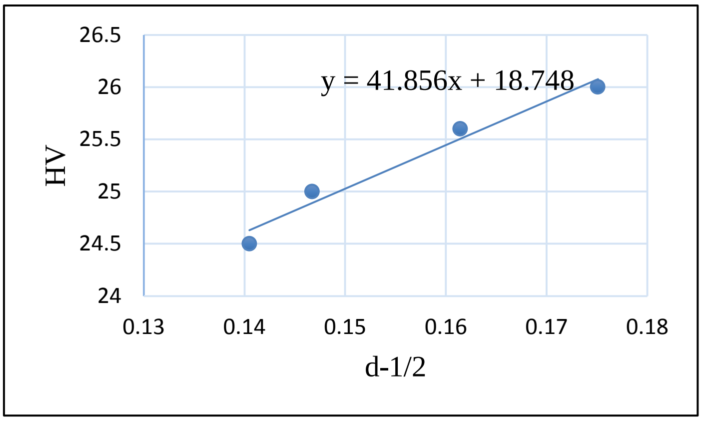
$$H_v = H_{v0} + Kd^{-1/2} \quad (٥)$$

در رابطه (٥)، K و $H_{v0}$ ضرایب ثابت هستند. با رسم نمودار $H_v$ بر حسب $d^{-1/2}$ معادله خطی بدست می‌آید که ارتباط بین اندازه دانه و سختی را نشان می‌دهد. شکل (۸) منحنی رابطه‌ی اندازه دانه را با سختی نشان می‌دهد که رابطه‌ی آن به صورت رابطه (٦) است.

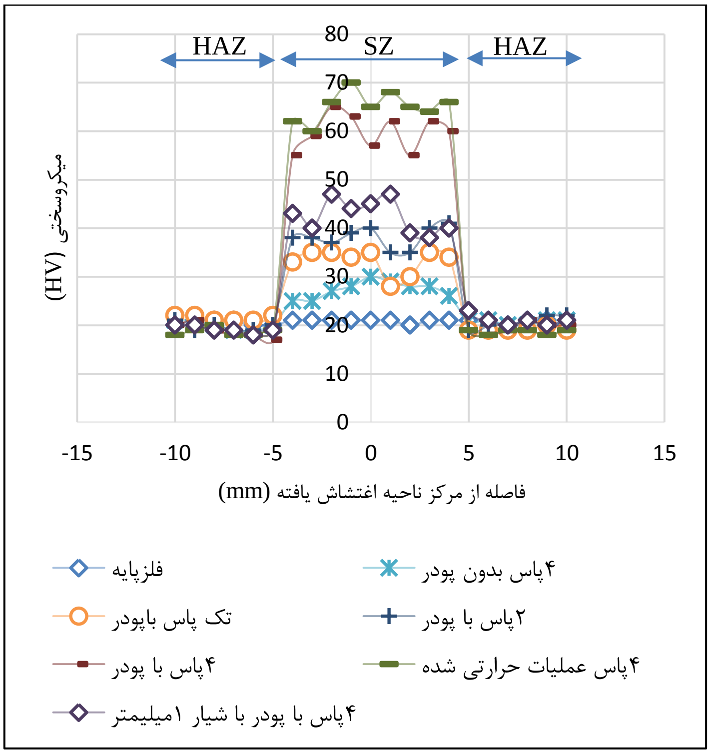
$$y = 41.856x + 18.748 \quad (٦)$$

شکل (۹) منحنی سختی را در نمونه‌های فلزپایه، FSP شده با پودر و بدون پودر نشان می‌دهد. با اضافه شدن پودر منیزیم به زمینه‌ی آلومینیومی مشاهده شد سختی نسبت به حالت‌های FSP شده بدون پودر افزایش یافته است. همچنین با افزایش تعداد پاس سختی منطقه‌ی FSP شده افزایش یافته است. افزایش سختی‌های مذکور در هماهنگی با مطالعات ساختاری می‌باشد. به عبارت دیگر علت این افزایش سختی را می‌توان به ریزدانگی منطقه FSP شده و تشکیل ترکیبات بین فلزی $Al_3Mg_2$ در این منطقه نسبت داد. انجام عملیات حرارتی حاکی از تشکیل بیشتر ترکیب بین فلزی بوده و در نتیجه‌ی آن سختی به HV ٥±٦٥ رسیده است.

با جایگذاری مقدار عددی اندازه دانه‌ی نمونه‌ی ٤پاس با پودر با شیار ۲ میلیمتر (٦± میکرومتر) در رابطه (٦) سختی برابر ۳٥HV بدست می‌آید درحالی که حداکثر سختی در این نمونه ٦٥HV بدست آمد که نشان‌دهنده تاثیر بیشتر ترکیب بین فلزی $Al_3Mg_2$ در افزایش سختی نسبت به کاهش اندازه دانه است. بررسیها نشان داد که در نمونه‌های بدون پودر اندازه دانه بیشترین تاثیر را بر سختی داشته و در نمونه‌های همراه با پودر منیزیم تشکیل ترکیب $Al_3Mg_2$ بیشترین تاثیر را در بهبود سختی داشته است.




شکل ۸ منحنی ارتباط سختی و اندازه‌ی دانه



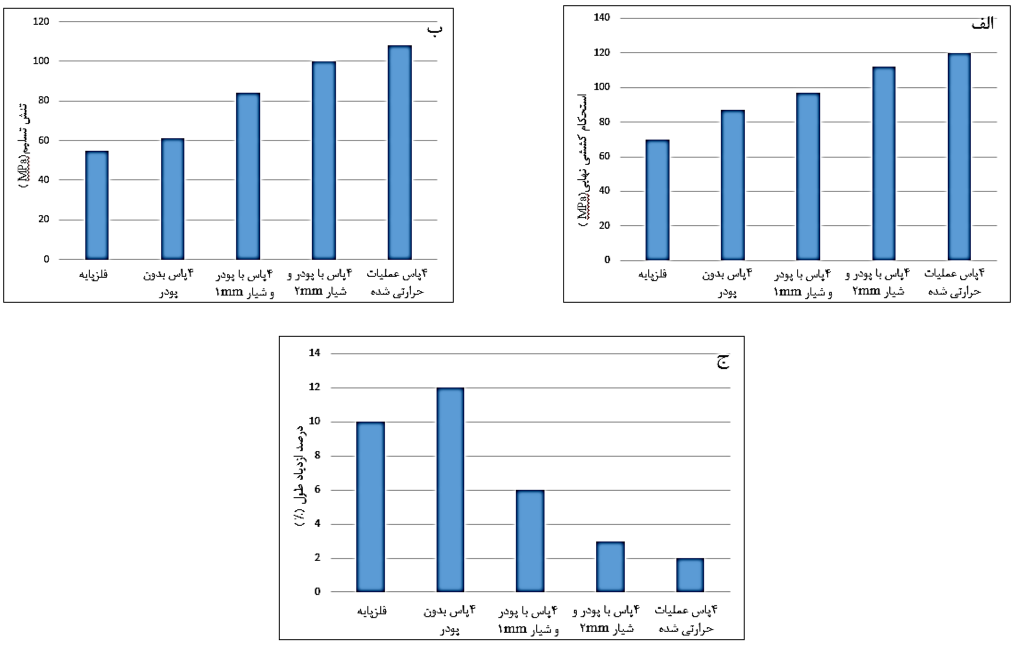

شکل ۹ پروفیل سختی در امتداد مقطع عرضی نمونه‌های FSP شده در فاصله‌ی ۲ میلیمتر از سطح فوقانی

***بررسی استحکام*** در شکل (۱۰) تاثیر عملیات FSP، مقدار پودر منیزیوم و تشکیل ترکیبات بین فلزی $Al_3Mg_2$ بر خصوصیات کششی نمونه‌ها ارائه شده است. همان‌طور که از شکل(۱۰–الف) و شکل (۱۰–ب) برداشت می شود با اعمال ٤ پاس روی زیرلایه‌ی آلومینیومی، استحکام کششی به میزان ٢٤٪ و استحکام تسلیم به میزان ٧٪ افزایش یافته است. که این افزایش‌ها را می‌توان به ظریف‌تر شدن ساختار نسبت داد [30]. با اضافه شدن منیزیم و اعمال ٤ پاس FSP، استحکام کششی به ٥±١١٠ مگاپاسکال در نمونه‌ی ٤ پاس با شیار ٢ میلیمتر و ٣±٩٥ مگاپاسکال در نمونه‌ی ٤ پاس با شیار ١ میلیمتر رسیده است. طبق مطالعات انجام شده [31 و 32] موارد زیر را می‌توان از علل افزایش این استحکام دانست: الف) استحکام‌دهی اوراوان ناشی از تجمع نابجایی‌ها در پشت ذرات تقویت‌کننده ($Al_3Mg_2$ در اینجا)، ب) استحکام ناشی از اصلاح دانه (ریز شدن ساختار) و ج) ایجاد تنش‌های پسماند بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه بدلیل عدم تطابق ضرایب انبساط حرارتی.

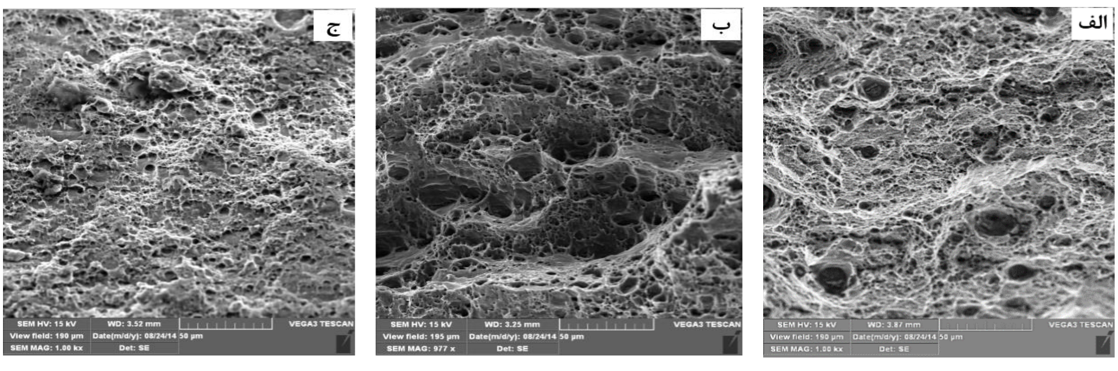
با توجه به شکل (١١–ج) درصد ازدیاد طول در فلز پایه ١٠٪ است، در حالی که این مقدار در نمونه ٤ پاس بدون پودر در حدود ١٢٪ می‌باشد. علت این افزایش در درصد ازدیاد طول را می‌توان ریزدانه بودن نمونه‌ی ٤ پاس دانست که باعث ایجاد یک شکست نرم در ماده شده است [30]. این در حالی است که درصد ازدیاد طول کامپوزیت‌ها با کاهش روبرو شده است. علت این کاهش را می‌توان دانسیته‌ی زیاد نابجایی‌ها و قفل شدن آن‌ها در پشت ذرات تقویت کننده بیان نمود. به عبارت دیگر با قفل شدن نابجایی در پشت موانع (ذرات تقویت کننده)، حرکت آن‌ها دشوار شده در نتیجه قابلیت تغییر فرم پلاستیک کاهش می‌یابد [31]. مقایسه بین کامپوزیت‌های ٤ پاس با شیار ١ میلیمتر و ٤ پاس با شیار ٢ میلیمتر نشان داد با افزایش مقدار منیزیم، استحکام بیشتر شده اما درصد ازدیاد طول کاهش یافته است. علت این کاهش را می‌توان حضور بیشتر تقویت-

کننده‌ها در نمونـه‌ی ٤ پـاس دانسـت چـرا کـه تحـرک نابجایی‌ها که یکی از عوامل موثر تغییـر فـرم پلاسـتیک است با افزایش درصد تقویت‌کننده‌ها کاهش می‌یابد. در نمونه عملیات حرارتـی شـده نیـز افـزایش اسـتحکام و کاهش درصد ازدیاد طـول مشـاهده شـد کـه علـت آن افزایش تشکیل ذرات تقویـت‌کننـده سـخت ($Al_3Mg_2$) می‌باشد.

بررسی سطوح شکست نمونه‌های کشـش در شـکل (۱۱) نشان داده شده است. حضور دیمپـل‌هـا در سـطح شکست فلزپایه دلالت بر شکست نرم ایـن نمونـه دارد (شکل ۱۱–الف). دیمپل‌های تشکیل شده در نمونـه‌ی ٤ پاس بدون پودر تا حدودی نسبت به فلزپایـه بـزرگ‌تـر شده و همچنین تغییر فـرم‌هـای ایجـاد شـده در سـطح شکست این نمونه نیز نسبت به فلـز پایـه تشـدید شـده است که دلالت بر شکست نرم‌تر این نمونه دارد (شـکل ۱۱–ب). همانگونه که در شکل (۱۱–ج) مشاهده مـی‌شـود با اضـافه شـدن منیـزیم، دیمپـل‌هـای تشـکیل شـده در سطح شکست ظریف‌تر و کم عمق‌تر شده که دلالت بـر تغییر فرم پلاستیک کمتر این نمونه نسبت به نمونه‌هـای قبلی دارد.




شکل ۱۱ الف) نمودار استحکام کششی نهایی، ب) تنش تسلیم و ج) درصد ازدیاد طول




شکل ۱۲ شکست نگاری از سطوح شکست نمونه‌های کشش. الف) فلزپایه، ب) ٤ پاس بدون پودر و ج) ٤ پاس با پودر

## نتیجه‌گیری

۱) مطالعات ساختاری نشان داد با اعمال یک پاس FSP دانه‌ها از حالت کشیده به فرم هم‌محور تبدیل می‌شوند.

۲) ارزیابی تاثیر تعداد پاس FSP بر دانه‌بندی مناطق مختلف FSP شده نشان داد که برخلاف نواحی متاثر از حرارت و کار مکانیکی و متاثر از حرارت، دانه‌بندی اغتشاش‌یافته با افزایش تعداد پاس ظریف‌تر می‌شود.

۳) بررسی‌های سختی نشان داد با اعمال FSP سختی افزایش می‌یابد. افزایش تعداد پاس‌های FSP و استفاده از پودر منیزیوم موجب افزایش قابل ملاحظه سختی تا حدود ۳۰۰٪ نسبت به سختی فلزپایه می‌شود.

٤) ارزیابی استحکام کششی نمونه‌ها نشان داد که با اعمال عملیات FSP و کامپوزیت‌سازی سطحی استحکام نمونه‌ها تا حدود ۲۵٪ افزایش می‌یابد.

۵) هرچند عملیات FSP موجب افزایش درصد ازدیادطول نسبی نمونه‌ها می‌شود اما با کامپوزیت-سازی و تشکیل رسوبات $Al_3Mg_2$ تا حدی در صد ازدیاد طول نسبی نمونه‌ها کاهش می‌یابد.

## تقدیر و تشکر

از مدیریت محترم شرکت الکترود یزد و تمامی مهندسین و پرسنل این شرکت که در انجام آزمایشهای این پژوهش با نویسندگان همکاری داشته‌اند، تشکر و قدردانی می‌گردد.

## مراجع

1. Mehta D.S., Masood S.H., Song, W.Q. "Investigation of wear properties of magnesium and aluminum alloys for automotive applications", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 155, pp. 1526-1531, (2004).

2. Qin Q.D., Zhao Y.G., Zhou W. "Dry sliding wear behavior of Mg 2 Si/Al composites against automobile friction material", *Wear*, Vol. 264, No. 7, pp. 654-661, (2008).

3. Majumdar J.D., Kumar A., Li L., "Direct laser cladding of SiC dispersed AISI 316L stainless steel", *Tribology International*, Vol. 42, No. 5, pp. 750-753, (2009).

4. Hwang J.R., Fung C.P. "Effect of electron beam surface hardening on fatigue crack growth rate in AISI 4340 steel", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 80, No. 3, pp. 271-278, (1996).

5. Yuan-Fu L., De-Qiang C., Jian-Min H., Hao W., Xiang-Yang X., Si-Ze Y. "Microstructure and Properties of Cr3Si/γ-Fe Composite Coating Prepared by Plasma Transferred Arc Cladding Technique", *Chinese Physics Letters*, Vol. 26, No, 9, 095202, (2009).

6. Dyuti S., Mridha S., Shaha S.K., "Surface modification of mild steel using tungsten inert gas torch surface cladding", *American Journal of Applied Sciences*, Vol. 7, No. 6, pp. 815, (2010)

7. Zhang Q., Xiao B.L., Wang D., Ma, Z.Y. "Formation mechanism of in situ Al 3 Ti in Al matrix during hot pressing and subsequent friction stir processing", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 130, No. 3, pp. 1109-1117, (2011).

8. Mishra R.S., Ma Z.Y., "Friction stir welding and processing", *Materials Science and Engineering: R:*

*Reports*, Vol. 50, No. 1, pp. 1-78, (2005).

9. Charit I., Mishra R.S., Mahoney M.W., “Multi-sheet structures in 7475 aluminum by friction stir welding in concert with post-weld superplastic forming”, *Scripta Materialia*, Vol. 47, No. 9, pp. 631-636, (2002).
10. Mishra R.S., Mahoney M.W., “Friction stir processing: a new grain refinement technique to achieve high strain rate superplasticity in commercial alloys”, *Materials Science Forum*, Vol. 357, pp. 507-514, (2001, January).
11. Anvari S.R., Karimzadeh F., Enayati M.H., “A novel route for development of Al–Cr–O surface nano-composite by friction stir processing”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 562, pp. 48-55, (2013).
12. Ke L., Huang C., Xing L., Huang K., “Al–Ni intermetallic composites produced in situ by friction stir processing”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 503, No. 2, pp. 494-499, (2010).
13. Lee I.S., Kao P.W., Chang C.P., Ho N.J., “Formation of Al–Mo intermetallic particle-strengthened aluminum alloys by friction stir processing”, *Intermetallics*, Vol. 35, pp. 9-14, (2013).
14. You G.L., Ho N.J., Kao P.W., “Aluminum based in situ nanocomposite produced from Al–Mg–CuO powder mixture by using friction stir processing”, *Materials Letters*, Vol. 100, pp. 219-222, (2013).
15. Zhang Q., Xiao B.L., Ma Z.Y., “In situ formation of various intermetallic particles in Al–Ti–X (Cu, Mg) systems during friction stir processing”, *Intermetallics*, Vol. 40, pp. 36-44, (2013).

۱٦. معطوفی ف، "کلید آلومینیوم و آلیاژهای وابسته"، انتشارات فدک ایساتیس، (۱۳۸۵).

۱۷. دهقان م، "بهبود خواص سطحی آلیاژ آلومینیوم ۱۱۰۰ توسط اصلاح ریزساختاری آن به کمک فرایند اصطکاکی اغتشاشی"، دانشگاه یزد، (۱۳۹۲).

18. Porter D.A., Easterling K.E., Sherif M., “Phase Transformations in Metals and Alloys”, CRC press, (2011).
19. Humphreys F.J., “The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium”, *Acta Metallurgica*, Vol. 25, No. 11, pp. 1323-1344, (1977).
20. Morishige T., Hirata T., Uesugi T., Takigawa Y., Tsujikawa M., Higashi K., “Effect of Mg content on the minimum grain size of Al–Mg alloys obtained by friction stir processing”, *Scripta Materialia*, Vol. 64, No. 4, pp. 355-358, (2011).
21. Humphreys F.J., Hatherly M., “Recrystallization and Related Annealing Phenomena”, Elsevier, Oxford, (2004).
22. Doherty R.D., Hughes D.A., Humphreys F.J., Jonas J.J., Jensen D.J., Kassner M.E., Rollett A.D., “Current issues in recrystallization: a review”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 238, No.

2, pp. 219-274, (1997).

23. McQueen H.J., Blum W., “Dynamic recovery: sufficient mechanism in the hot deformation of Al (< 99.99)”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 290, No. 1, pp. 95-107, (2000).

24. Soliman M.S., “Effect of Cu concentration on the high-temperature creep behavior of Al-Cu solid solution alloys”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 201, No. 1, pp. 111-117, (1995).

25. Martin J.W., Doherty R.D., Cantor B., “Stability of microstructure in metallic systems” Cambridge University Press, (1997).

۲۶. داوسون گ.، ترجمه‌ی علی حائریان اردکانی چاپ اول، "متالورژی پودر"، مرکز نشر دانشگاهی، (۱۳۷۲).

۲۷. فریتس وی. ل.، ترجمه‌ی دکتر پروین عباچی چاپ اول، "متالورژی پودر"، موسسه انتشارات علمی، (۱۳۸۱).

28. Zohoor M., Givi M.B., Salami P., “Effect of processing parameters on fabrication of Al–Mg/Cu composites via friction stir processing”, *Materials & Design*, Vol. 39, pp. 358-365, (2012).

29. Hirata T., Oguri T., Hagino H., Tanaka T., Chung S.W., Takigawa Y., Higashi K., “Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 456, No. 1, pp. 344-349, (2012).

۳۰ دیتر ج. ای.، مترجم: شهره شهیدی، "متالورژی مکانیکی" ، چاپ سوم، ویرایش اول، مرکز نشر دانشگاهی. (۱۳۸۷).

31. Zhang Q., Xiao B.L., Wang W.G., Ma Z.Y., “Reactive mechanism and mechanical properties of in situ composites fabricated from an Al–TiO2 system by friction stir processing”, *Acta Materialia*, Vol. 60, No. 20, pp. 7090-7103, (2012).

32. Rollett A., Humphreys F.J., Rohrer G.S., Hatherly M., “Recrystallization and related annealing phenomena”, Elsevier, (2004).